

**Е. С. Белослудцева\*, А. В. Пушин, А. Э. Свирид**

Институт физики металлов имени М. Н. Михеева УрО РАН

г. Екатеринбург

\*ebelosludceva@mail.ru,

Научный руководитель — проф., д-р физ.-мат. наук В. Г. Пушин

## **КРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА МАРТЕНСИТА И ОРИЕНТАЦИОННЫЕ СООТНОШЕНИЯ ПРИ ТЕРМОУПРУГОМ МАРТЕНСИТНОМ ПРЕВРАЩЕНИИ В БИНАРНОМ СПЛАВЕ Ni-Mn**

Методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии определены ориентационные соотношения (о. с.) при термоупругом мартенситном превращении (ТМП)  $B2 \leftrightarrow L1_0$  в сплаве  $Ni_{50}Mn_{50}$ , отличные от принятых ранее для них ориентационных соотношений Бейна. Определены о. с. при ТМП и в легированных сплавах на основе Ni-Mn с длиннопериодной кристаллической решеткой. Электронно-микроскопические исследования показали, что тетрагональный  $L1_0$ -мартенсит имеет преимущественную морфологию в виде иерархии пакетов тонких пластин попарно двойникованных кристаллов с плоскими границами габитусов, близкими  $\{110\}_{B2}$ . Их внутренняя структура образована нанодвойниками того же типа.

*Ключевые слова:* термоупругое мартенситное превращение, ориентационное соотношение, Ni-Mn, длиннопериодная кристаллическая решетка, электронно-микроскопические исследования.

**E. S. Belosludtseva, A. V. Pushin, A. E. Svirid**

## **CRYSTAL STRUCTURE OF MARTENSITE AND ORIENTATION RELATIONSHIP DURING THERMOELASTIC MARTENSITIC TRANSFORMATION IN Ni-Mn-BASED ALLOYS**

By transmission and scanning electron microscopy, orientation relationships (OR) were determined for the  $B2 \leftrightarrow L1_0$  thermoelastic martensitic transformation (TMP) in the  $Ni_{50}Mn_{50}$  alloy, which differed from the Bain OR previously adopted for them. OR were determined for TMP in doped Ni-Mn-based alloys with a long-period crystal lattice. Electron microscopic studies have shown that  $L1_0$  martensite has a hierarchic morphology of packets of thin plates of pairwise twinned crystals with flat boundaries of habit close to  $\{110\}_{B2}$ .

*Key words:* thermoelastic martensitic transformation, orientation relationships, Ni-Mn, long-period crystal lattice, electron-microscopic studies.

Электронно-микроскопические исследования при комнатной температуре показали, что закаленные от температуры 1073 К сплавы  $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{50}$  и  $\text{Ni}_{49}\text{Mn}_{51}$  находятся в мартенситном состоянии. На рис. 1 представлены типичные электронно-микроскопические изображения и микроэлектроннограмма эквиатомного сплава после закалки. Термоупругий мартенсит представляет собой иерархию пакетов, состоящих из 24 вариантов попарно двойникованных пластин с совершенно плоскими когерентными границами раздела между ними и тонкими внутренними вторичными нанодвойниками. При расшифровке микроэлектроннограмм и следовом анализе установлено, что пластинчатые кристаллы мартенситной фазы имеют ГЦТ-структуру, габитус близкий к  $(111)_{\text{ГЦТ}}$ , а двойникованы по плоскостям  $(110)_{\text{B}_2} \parallel (111)_{\text{ГЦТ}}$ . На рис. 1, б представлено темнопольное изображение закаленного сплава, на нем более отчетливо видны вторичные нанодвойники. Присутствующие сверхструктурные отражения типа 001 и 110 свидетельствуют о том, что мартенситная фаза является атомно-упорядоченной по типу  $L1_0$  (см. рис. 1, в и г).

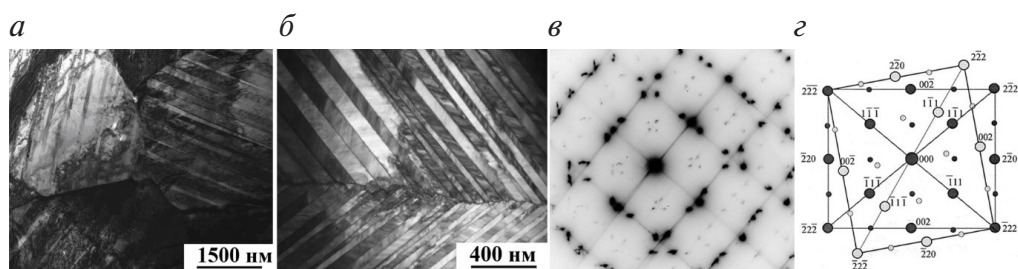


Рис. 1. Типичные светло- (а) и темнопольное (б) электронно-микроскопические изображения структуры  $L1_0$ -мартенсита закаленного сплава  $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{50}$  при комнатной температуре, микроэлектроннограмма (в), соответствующая области стыка пакетов, являющаяся наложением дифракций с осью зоны близкой  $(110)_{\text{ГЦТ}}$  двух двойникованных вариантов (б), и схема ее расшифровки (г)

В мелкозернистых сплавах (до 5 мкм) внутри зерна наблюдается, как правило, один пакет (рис. 1, а). Межзеренные границы часто имеют округло-ступенчатую форму. В более крупных зернах многие пакеты стыкуются и по внутризеренным межпакетным границам, которые разделяют когерентно сопряженные тетрагональные домены внутри одного пакета (рис. 1, б). Межпакетная граница часто не является строго кристаллографической, хотя и близка в среднем к плоскости типа  $\{011\}_{\text{B}_2}$ . Параллельные пластины расположены практически под прямым углом ( $84^\circ$  или  $96^\circ$ ) или близким к  $60^\circ$  к пластинам соседнего пакета.

В работах [1, 2] утверждается, что мартенситные кристаллы ориентационно связаны соотношением близким бейновскому  $\{001\}_{B2} \parallel (001)_{L10}$ :  $\langle 110 \rangle_{B2} \parallel [100]_{L10}$ ;  $\langle \bar{1}10 \rangle_{B2} \parallel [010]_{L10}$  в пределах пакета и с кристаллами в соседних пакетах. Кристаллографию ТМП В2-ОЦК  $\rightarrow$  L1<sub>0</sub>-ГЦТ можно представить, используя деформацию Бейна путем сжатия решетки вдоль оси  $[001]_{B2}$  и растяжения вдоль других кубических осей  $[100]_{B2}$  и  $[010]_{B2}$  на необходимые величины до значений  $a$  и  $c$  L1<sub>0</sub>-фазы (рис. 2).

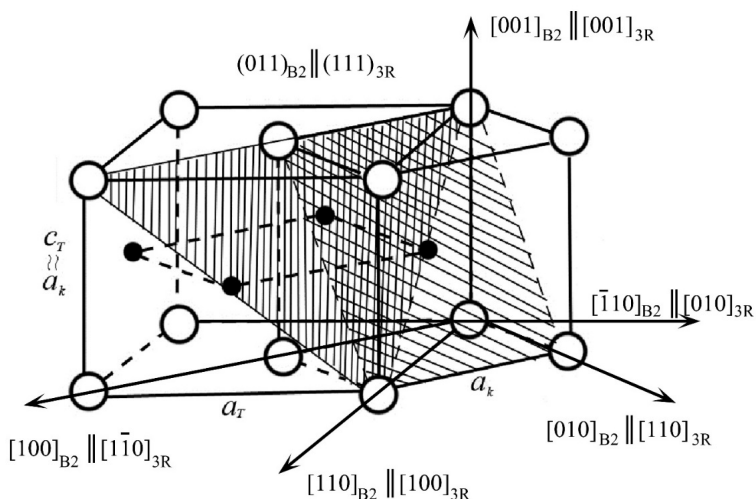


Рис. 2. Модель кубической кристаллической решетки сплава Ni<sub>50</sub>Mn<sub>50</sub> в двух кристаллографических базисах В2-ОЦК и L1<sub>0</sub>-ГЦК (3R)

С учетом всех полученных дифракционных данных, кристаллогеометрических и размерно-ориентационных зависимостей, можно предложить другую кристаллоструктурную модель перестройки «куб — тетрагон» в процессе ТМП в данных сплавах, представленную на рис. 3 [3], описываемую перетасовочными двойнивающими сдвигами по плоскостям типа  $(111)[11\bar{2}]_{L10/ГЦТ} \parallel (011)[0\bar{1}1]_{ОЦТ} \parallel \{110\} \langle 1\bar{1}0 \rangle_{B2}$  совместно с бейновской дисторсией  $B2 \rightarrow L1_0$ , определяемой тензором

$$\begin{pmatrix} \eta_1 & 0 & 0 \\ 0 & \eta_2 & 0 \\ 0 & 0 & \eta_3 \end{pmatrix}, \text{ где } \eta_1 = \eta_2 = \frac{a_{L10/ГЦТ}}{a_{B2}\sqrt{2}} = \frac{a_{ОЦТ}}{a_{B2}}; \eta_3 = \frac{c_{L10/ГЦТ}}{a_{B2}} = \frac{c_{ОЦТ}}{a_{B2}}.$$

Данная схема, физически более корректная, обеспечивает мартенситную перестройку поворотом решетки путем однородного сдвига атомов в направлении параллельном  $\langle 01\bar{1} \rangle$ , по плоскости  $\{011\}$  в базисе ОЦТ (или  $\langle 11\bar{2} \rangle$  по плоскости  $\{111\}$  в базисе ГЦТ) (рис. 3). По этой же

системе сдвига происходит и двойникование. Угол  $\beta = 6,78^\circ$  между осями  $a_{B2}$  и  $c_{3R}$ , показанный на рис. 3, определен экспериментально при температуре начала ТМП.

В предлагаемом впервые нами кристаллоструктурном механизме ТМП на основании анализа микроэлектроннограмм экспериментально установлены для сплавов Ni–Mn, в отличие от принятых для них о. с. Бейна [1, 2], следующие о. с., инвертные о. с. Нишиямы:  $(011)_{B2} \parallel (111)_{3R/2M}$ ;  $[0\bar{1}1]_{B2} \parallel \langle \bar{2}11 \rangle_{3R/2M}$  (рис. 3).

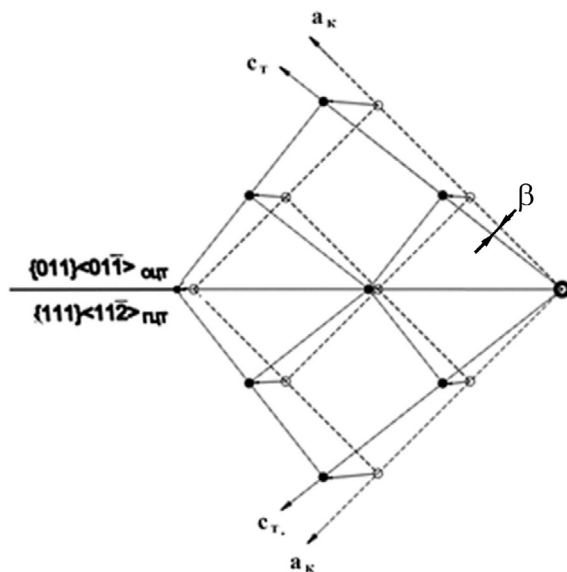


Рис. 3. Схема сдвигов, приводящих к образованию двойникового тетрагонального 2М

*Работа выполнена в рамках Госзадания (шифр «Структура»), г.р. № АААА-А18-118020190116-6, и при поддержке гранта РФФИ 18-32-00529 мол\_а.*

#### ЛИТЕРАТУРА

- 1 Adachi K., Wayman C. M. Transformation behavior of nearly stoichiometric Ni–Mn alloys // Met. Trans.A. 1985. V. 16. P. 1567–1579.
- 2 Adachi K., Wayman C. M. Electron study of  $\theta$ -phase martensite in Ni–Mn alloys // Met. Trans.A. 1985. V. 16. P. 1581–1597.
- 3 Белослудцева Е. С. Микроструктура, термоупругие мартенситные превращения и свойства В2 сплавов на основе Ni–Mn : дис. ... канд. физ-мат. наук. Екатеринбург : ИФМ УрО РАН, 2017. 167 с.